

Evolución microestructural y mecánica de una aleación de aluminio de la serie 3xxx obtenida por el proceso Hazelett(·)

M.D. Salvador*, V. Amigó*, L. Reig*, C. Bloem**, M. Carsí*** y G. Caruana***

Resumen

El presente trabajo expone los resultados del estudio térmico, microestructural y mecánico realizado en una aleación AA3005 sometida a los diferentes estados del proceso Hazelett. Se estudia, desde la salida de la colada continua, pasando por distintos estados de deformación plástica en caliente, hasta alcanzar en la última laminación un espesor de 1,5 mm. Se realiza la observación por microscopía óptica y electrónica de barrido de las diferentes planchas procedentes tanto de la colada como de las posteriores laminaciones. Así mismo, la aplicación de la calorimetría diferencial de barrido ha permitido conocer los diferentes estados térmicos de las chapas, completando dicha información mediante su observación en el microscopio electrónico de transmisión. La interacción entre los diferentes procesos que ocurren en el material durante su producción determina el estado microestructural final de la lámina, condicionante tanto de sus propiedades mecánicas, determinadas mediante ensayos de dureza y tracción, como de los posteriores procesos de conformado. La evolución de los procesos de recrystalización y precipitación provocan un incremento de las propiedades mecánicas a lo largo del proceso de fabricación.

Palabras clave

Proceso Hazelett. AA3005. Recrystalización. Precipitación. Propiedades mecánicas. Caracterización microestructural.

Mechanical and microstructural evolution of a 3xxx aluminium alloy made by hazelett process

Abstract

This paper presents the thermal, microstructural and mechanical changes of a AA3005 aluminium alloy during the different stages of manufacturing process, from continuous cast billet (20 mm thick), along the different plastic deformation stages, till the last lamination (1.5 mm thick). The optical and scanning electron microscopy study of the different sheets obtained both in the cast and after each lamination, as well as the differential scanning calorimetry study has allowed us to identify the different thermal states of the sheets. The information provided by this technique was completed by transmission electron microscopy analysis. The interaction between the different processes occurred in the material during its manufacturing determines its final microstructural state, its mechanical properties, evaluated with hardness and tensile tests, as well as its behaviour for later forming processes. The recrystallization and precipitation phenomena increase mechanical properties during the manufacturing process.

Keywords

Hazelett process. AA3005. Recrystallization. Precipitation. Mechanical properties. Microstructural characterization.

1. INTRODUCCIÓN

Las buenas propiedades del aluminio, como es su elevada resistencia a la corrosión, reducida densidad ($2,7 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$) y fácil conformado^[1-4], convierten a este metal en un buen candidato para la sustitución de otros materiales más pesados. Concretamente, las aleaciones de la serie 3XXX, son muy utilizadas en la fabricación de bandas, láminas o chapas, en las

que el tamaño de grano y, en general, sus características microestructurales adquieren gran importancia a la hora de definir la resistencia y capacidad del material al conformado^[3 y 4].

La fabricación de chapas mediante colada continua de banda gruesa, conocida como proceso Hazelett, aporta ventajas significativas frente a los procesos convencionales de colada discontinua^[1,6 y 7], reduciendo principalmente el consumo de energía y los costes

(·) Trabajo recibido el día 25 de octubre de 2006 y aceptado en su forma final el día 10 de abril de 2007.

* Instituto de Tecnología de Materiales. ITM., Universidad. Politécnica de Valencia, Camino de Vera s/n, Valencia 46022, España. dsalva@mcm.upv.es.

** Departamento de Tecnología y Diseño, Facultad de Ingeniería, Universidad de Los Andes, Mérida, Venezuela. cbloem@ula.ve.

*** Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas, Avda. Gregorio del Amo, 8. 28040 Madrid, España. carsi@cenim.csic.es.

operacionales. Básicamente, el aluminio fundido se cuela entre dos bandas refrigeradas que se desplazan^[7], obteniéndose una chapa entre 12 y 50 mm de espesor, no bobinable por tanto, pero que es laminada posteriormente en caliente hasta espesores de 1,5 mm, recogiendo finalmente la banda en bobina (Fig. 1).

Por otra parte, la velocidad de solidificación del proceso Hazelett, superior a la de colada convencional de placa, genera ciertos problemas metalúrgicos sobre el material. Entre estos, se encuentra la retención en solución sólida sobresaturada de algunos de sus aleantes, lo que más tarde impedirá la normal recrystalización del material, dificultando la obtención de unas buenas propiedades mecánicas finales, así como el control de los posteriores procesos de conformado de las chapas obtenidas^[1, 2, 6 y 8-11].

Con el fin de minimizar dichos problemas, habitualmente, en el proceso Hazelett, se emplean aleaciones de aluminio poco aleadas y con reducidos intervalos de fusión, pertenecientes a las series 1XXX, 3XXX y 5XXX^[6, 7 y 12].

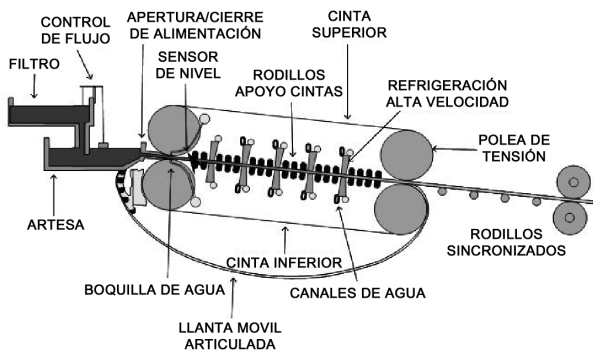


Figura 1. Proceso Hazelett de colada continua. El material procedente de los hornos de fusión entra en la máquina Hazelett, donde se cuela entre dos bandas de acero refrigeradas con agua.

Figure 1. Hazelett continuous cast process. The material coming from the furnace goes into the Hazelett machine, where is casted between two steel sheets water cooled.

El objetivo fundamental de este trabajo es, por tanto, determinar la evolución microestructural y mecánica que se origina en la aleación de aluminio desde la salida de colada continua a través de los sucesivos procesos de laminación en caliente, en función principalmente de la presión y temperatura. Tal como apuntan diversos autores^[8 y 9], la influencia del tamaño de grano, textura, así como la distribución y tamaño de los intermetálicos presentes resultan decisivos sobre el posterior proceso de recrystalización^[9 y 10].

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Material

El material utilizado en forma de láminas ha sido fabricado mediante el proceso Hazelett de colada continua y suministrado por Baux Aluminio Levante. Para la investigación, se ha empleado la aleación AA3005, cuya composición química se muestra en la tabla I.

2.2. Proceso

El aluminio líquido procedente de los hornos de fusión pasa por el filtro, llegando a la artesa, donde se le añade el afinador de grano, TiBAl^[6 y 14]. Posteriormente, el material fundido entra en la máquina de colada Hazelett (Fig. 1), obteniendo a la salida una chapa de 19 mm de espesor y una anchura máxima de 2.540 mm. Este proceso se realiza a una velocidad de colada de 8 m/min.

El material fundido entra en el equipo Hazelett a temperatura sobre 680 °C, saliendo a 590 ± 10 °C, y, desde allí, la chapa es conducida al tren de laminación en caliente. Debido al propio perfil térmico de la máquina de colada, a la salida del Hazelett, la temperatura de la chapa es superior cerca de los bordes e inferior en el centro.

La entrada a la primera, segunda y tercera caja del tren de laminación en caliente se produce a temperaturas de 550, 360 y 255 ± 10 °C, respectivamente,

Tabla I. Composición química, % en peso, de la aleación AA3005 empleada en la fabricación de chapas mediante proceso Hazelett. Datos proporcionados por el fabricante

Table I. AA3005 chemical composition, in weight, used in the manufacturing of aluminium billets by Hazelett process. Data supplied by the manufacturer

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Ga	V
0,189	0,525	0,042	1,123	0,221	0,009	0,006	0,028	0,034	0,013	0,006

saliendo de la tercera y última laminadora a temperatura de 200 ± 10 °C (Tabla II). Estas temperaturas se miden antes de la entrada en contacto con la emulsión de laminación con lo que, al contacto con el cilindro, la temperatura de la chapa desciende. Por otra parte, el espesor de la chapa tras la salida Hazelett, $19 \pm 0,05$ mm, se reduce progresivamente en las sucesivas laminaciones, hasta alcanzar un espesor final de $1,5 \pm 0,05$ mm (Tabla II).

2.3. Caracterización microestructural

La caracterización microestructural se realizó mediante microscopía óptica y electrónica, empleando para ello un microscopio óptico (MO) Nikon Microphot FX, un microscopio electrónico de barrido (SEM) JEOL JSM6300, equipado con un detector para energías dispersivas de rayos X INCA, de Oxford Instruments Ltda. y un microscopio electrónico de transmisión (TEM) CM-10 de Philips a 100 KV.

Para ello se preparan cortes superficiales, longitudinales y transversales de las diferentes placas recibidas, en el centro y extremos de la banda (lado operador), tanto de la salida del Hazelett como de las tres posteriores laminaciones en caliente. Se embuten las distintas muestras, se desbastan con papeles abrasivos de granulometría progresivamente más fina y, posteriormente, se pulen con pasta de diamante de 3 y 1 μ m, finalizando con un pulido fino en una solución de sílice coloidal de 0,065 μ m. Tras esta preparación, se matizan los bordes de grano existentes aplicando una solución de NaOH al 10 % y, finalmente, las probetas se atacan durante 15 s con reactivo Keller (HF, 2 ml, HCl, 3 ml, HNO₃, 5 ml, H₂O, 190 ml), lo que revela los diferentes precipitados existentes.

El estudio de los procesos de recristalización, precipitación y disolución se completa con la observación en el TEM. Para ello, se preparan muestras de 3

mm de diámetro y espesores entre 150 y 300 μ m, que se desbastan en papeles abrasivos de 1000 y 4000, se adelgazan mediante una pulidora cóncava 200 y se perforan en un adelgazador iónico 1010, ambos de Fishione Instruments.

La identificación de las distintas transformaciones que suceden en el material cuando éste se somete a un ciclo temperatura-tiempo se realiza mediante calorimetría diferencial de barrido (DSC), empleando para ello un calorímetro Q100 de TA Instruments. Para su realización se preparan muestras procedentes de las distintas etapas del proceso de laminación en caliente, (Hazelett, C1, C2 y C3), así como deformadas en frío en laboratorio (20-82 % de deformación), con un laminador JD-70 de Maquijoy S.L. La preparación se realizó siguiendo la metodología empleada en anteriores trabajos^[15], y posteriormente las muestras se introdujeron en cápsulas abiertas de aluminio de alta pureza, y se sometieron a una rampa de calentamiento de 20 °C/min, hasta alcanzar los 550 °C, bajo atmósfera de nitrógeno, con un caudal de gas de 50 ml/min.

2.4. Caracterización mecánica

El estudio de las propiedades mecánicas se realizó mediante ensayos de dureza y tracción. Para la determinación de durezas se empleó un durómetro óptico Centaur HBRVU-187.5, tomando la escala HRH (bola de 1/8" y 60 kg).

Los ensayos de tracción se efectuaron según la norma UNE-EN 10002-1, en una prensa universal de ensayos INSTRON 4204, con una velocidad de cruceta de 1 mm/min. Las probetas de salida de colada se cortaron de forma perpendicular a la banda y siguiendo la dirección de colada, con 4 mm de espesor, ancho correspondiente a la sección de la banda (19 mm) y 181 mm de longitud. Asimismo, con el

Tabla II. Temperaturas de entrada a los distintos trenes de laminación, tomadas previo al contacto con la emulsión de laminación. Reducciones de espesor en cada etapa

Table II. *Temperatures before the different rolling boxes, measured before the lamination liquid contact. Thickness reduction in each box*

Entrada Hazelett		Salida Hazelett	Entrada C1		Entrada C2		Entrada C3		Salida C3		Reducciones		
°C	°C	mm	°C	mm	°C	mm	°C	mm	°C	mm	C1	C2	C3
± 10 °C	± 10 °C	$\pm 0,05$	± 10 °C	$\pm 0,05$	± 10 °C	$\pm 0,05$	± 10 °C	$\pm 0,05$	± 10 °C	$\pm 0,05$	(%)	(%)	(%)
680	590	19	550	19	360	7	255	2,9	200	1,5	63	59	47

fin de evaluar las propiedades mecánicas promedio de las diferentes laminaciones en caliente, las probetas longitudinales y transversales, se mecanizaron a 200 mm de longitud, 20 mm de ancho y el espesor propio de la salida de cada caja de laminación.

3. RESULTADOS OBTENIDOS Y DISCUSIÓN

3.1. Evolución microestructural del material

Tal como se observa en la figura 2, las micrografías obtenidas en el microscopio óptico denotan, para el material obtenido del proceso Hazelett, una estructura dendrítica, no uniforme y con precipitación de partículas intermetálicas en los espacios interdendríticos y entre los límites de grano^[6 y 17], lo que le confiere reducidas propiedades mecánicas. Según los resultados obtenidos en el análisis EDX y de acuerdo con observaciones previas realizadas por diversos autores^[2, 16 y 18], los precipitados formados son mayoritariamente del tipo $\beta\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$, en menor proporción fase $\alpha\text{Al}-(\text{Fe}, \text{Mn})\text{Si}$, e incluso algún compuesto de Al-FeMnSiCu .

Por otra parte, tanto para la salida de la colada continua como para las distintas laminaciones en caliente, se observó un incremento del tamaño de grano así como variación de la morfología y tamaño de los precipitados a medida que aumenta la distancia a la superficie de la chapa (Fig. 3). Tal y como se observa en esta figura, en zonas próximas a superficie

los precipitados presentan morfologías redondeadas y de reducido tamaño (Fig. 3 b), mientras que en el centro de la sección (Fig. 3 d), los precipitados son más groseros y presentan estructuras eutécticas. Bjerkaas *et al.*^[11] indican que estas diferencias microestructurales a lo largo del espesor son debidas tanto a esfuerzos de deformación (mayores en superficie) como al gradiente térmico existente pues, según Pérez Ilzarbe^[6], la menor velocidad de enfriamiento en la región central de la sección genera una tamaño de grano más grosero.

En cuanto a la rotura de algunos compuestos intermetálicos duros a lo largo del proceso de laminación en caliente, diversos autores^[10, 19 y 20] coinciden en que esta se origina por acciones mecánicas, y no por efecto de la temperatura. Así, tal como se observa en la figura 4 a), en superficie se detectan mayor número de compuestos intermetálicos y de menor tamaño respecto al centro de la sección, alineándose las partículas rotas en la dirección de laminación. No obstante, las estructuras eutécticas intermetálicas presentes en el centro de la sección (Fig. 4 b), se ven poco afectadas por la deformación, aunque sí la matriz de aluminio circundante, quedando sujeta a elevados niveles de deformación plástica^[1, 2 y 20].

Por otro lado, mediante análisis EDX se observa como los precipitados groseros del tipo $\alpha\text{-Al}(\text{Fe}, \text{Mn})\text{Si}$ procedentes de colada, transforman en $\beta\text{Al}(\text{Fe}, \text{Mn})$ durante el proceso de laminación en caliente. Según Luiggi^[21], la fase $\alpha\text{-Al}(\text{Fe}, \text{Mn})\text{Si}$ empieza a disolverse y precipitar entorno a los 400 °C, produciéndose simultáneamente la rotura de la red eutéctica. Así, la desaparición de los precipitados groseros de la fase $\alpha\text{-Al}(\text{Fe}, \text{Mn})\text{Si}$ procedentes de colada, viene

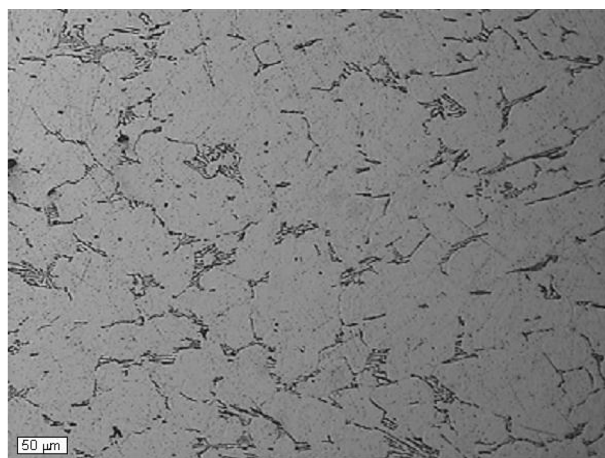


Figura 2. Micrografías de la salida Hazelett de colada continua, sección transversal del lado del operador, x100: a) Contacto con el rodillo; b) Centro de la sección. Ataque Keller.

Figure 2. Hazelett continuous cast micrographies, transversal section from the worker side, x100: a) Roller contact; b) Center of section. Keller's etching.

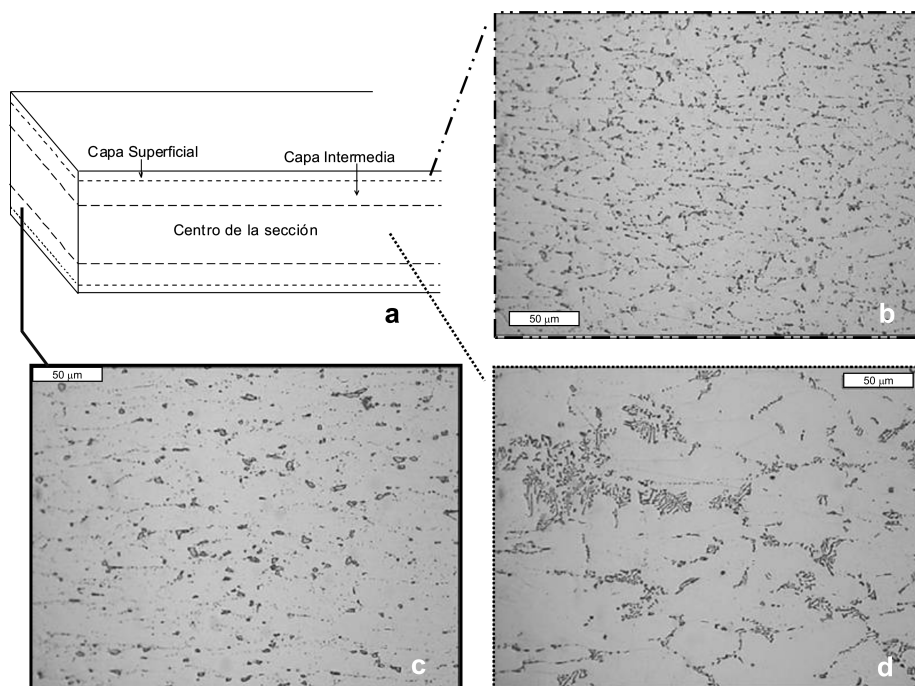


Figura 3. Micrografías de la salida del primer tren de laminación, C1, Sección transversal del lado del operador, Ataque Keller: a) Esquema mostrando las diferentes zonas a lo largo de la sección de la banda; b) Contacto con el rodillo, grano más fino con precipitados de morfología globular; c) Zona intermedia entre el contacto con el rodillo y el centro de la sección; d) Centro de la sección, granos de mayor tamaño y precipitados de morfologías eutécticas.

Figure 3. First lamination micrographies, C1, transversal section from the worker side, Keller's etching: a) Sketch of different zones through the profile thickness; b) Roller contact, finer grain and rounded precipitates; c) Micrograph taken between the roller contact and section center; d) Section center, coarser grains and eutectic precipitates.

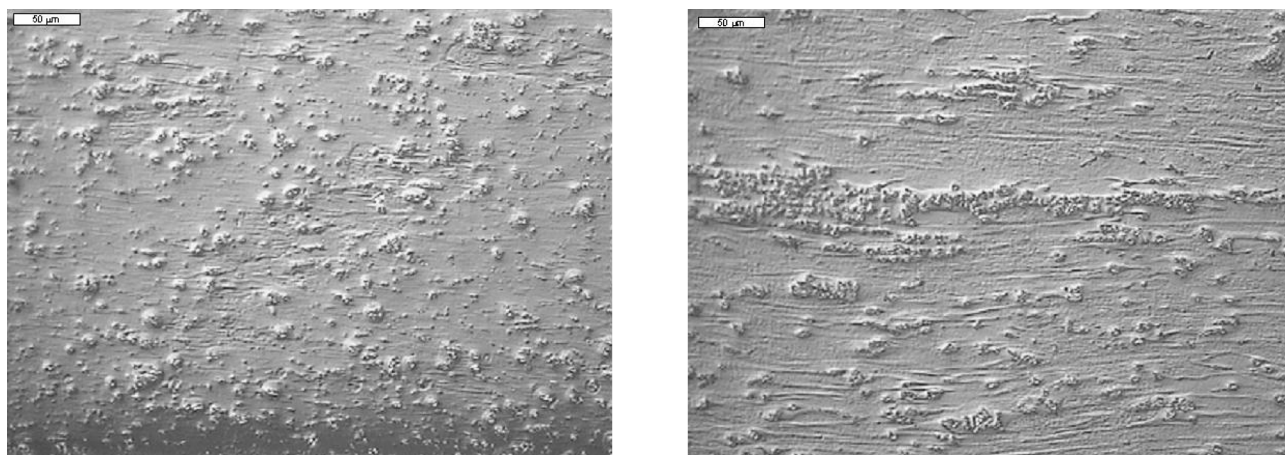


Figura 4. Micrográficas de la salida del tercer tren de laminación, C3, sección transversal del centro de la banda, técnica Normanski x200, ataque Keller: a) Contacto con el rodillo, mayor rotura de precipitados; b) Centro de la sección, mayor estabilidad de las estructuras eutécticas y flujo de material a su alrededor.

Figure 4. Third lamination micrographies, C3, transversal section from the center of the sheet, Normanski technique x200, Keller's etching: a) Roller contact, more precipitates broken; b) Section center, eutectic particles are more stable, and material flows around them.

justificada por su transformación a fase β , difundiendo el silicio a la matriz, para nuclear, posteriormente, de nuevo, precipitados de fase α -Al(Fe, Mn)Si dispersos y de reducido tamaño (conocida como la transformación 6- α)^[9, 10 y 18]. Esta transformación alcanza su máximo a temperaturas del orden de los 560 °C, alrededor de la cual la fase β Al(Fe, Mn) inicia su disolución y precipitación.

Por otra parte, los análisis EDX realizados ponen de manifiesto la presencia de elementos en solución sobresaturada, principalmente, hierro y manganeso, como consecuencia de la elevada velocidad de enfriamiento del proceso Hazelett de colada continua. La presencia de estos elementos finamente dispersos, en solución o formando precipitados de reducido tamaño (Fig. 5), dificulta los posteriores procesos de recristalización al inhibir el movimiento de átomos y dislocaciones^[2, 6, 9 y 19]. Además, la presencia de hierro o mayores contenidos en silicio, dentro de los límites establecidos, disminuyen la cantidad de manganeso en solución sólida sobresaturada al facilitar su separación mediante la formación de distintos compuestos. No obstante, el silicio en exceso es nocivo, pues acelera la precipitación previa a recristalización^[1, 5 y 17].

En definitiva, las finas partículas de fase α -Al-(Fe, Mn)Si (BCC) generadas a lo largo del proceso de laminación en caliente, así como de los átomos de manganeso en solución sobresaturada influyen sobre los procesos de recristalización, pues ambos dificultan el movimiento de los límites de subgrano^[6, 8 y 19]. Por ello, en la figura 6 a), perteneciente a la banda extraída del primer tren de laminación, se observa como los subgranos poseen formas poligonales ligeramente alargadas y presentan dislocaciones en su

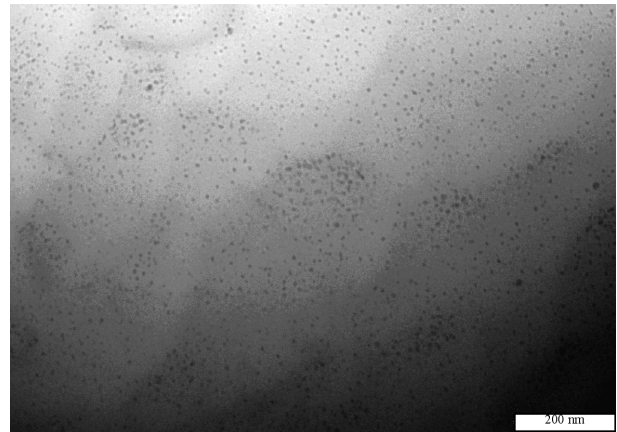


Figura 5 Micrografías obtenidas en MET, salida Hazelett de colada continua centro, coalescencia de átomos, segregación.

Figure 5. TEM micrographs, center of Hazelett continuous cast billet, atomic clustering, segregation.

interior. Del mismo modo, la figura 6 b), tomada de la chapa procedente de la segunda laminación, revela la presencia de subgranos con un alargamiento mucho mayor, producto de la mayor deformación acumulada por el proceso de laminación.

3.2. Análisis térmico del material

Pese a que según Furrer y Walington^[8] a las temperaturas de laminado, superiores a los 390 °C, deberían producirse los procesos de recristalización, los

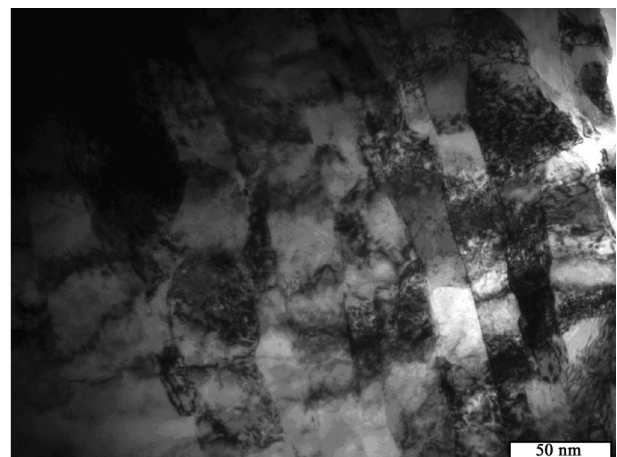
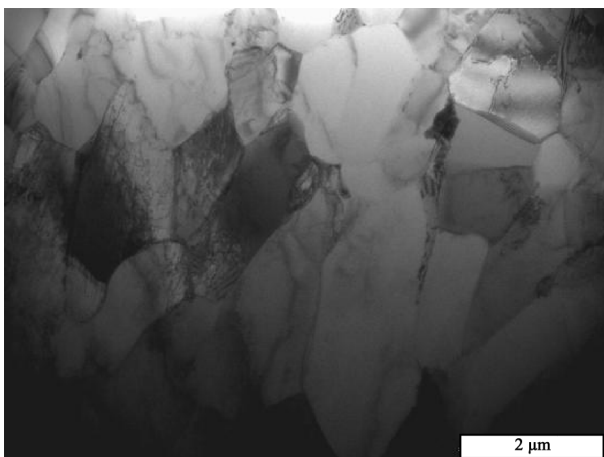


Figura 6. Micrografías obtenidas en MET: a) Salida C1 centro, subgranos poligonales; b) Salida C2, subgranos rectangulares alineadas.

Figure 6. TEM micrographs: a) First lamination, C1, center of the sheet, polygonal crystals; b) Second lamination, C2, rectangular aligned subgrains.

estudios realizados muestran que se está produciendo un importante retraso, generado principalmente por el arrastre de las finas partículas de fase α -Al(Fe,Mn)Si formadas en la transformación 6- α anteriormente descrita, o incluso de una precipitación de átomos en solución previa a la recrystalización^[2, 6, 8, 9 y 19]. No obstante, las temperaturas a las que tienen lugar las distintas laminaciones (Tabla II), permiten que se genere cierta restauración de la microestructura, lo que estabiliza la textura de deformación, provocando posteriormente texturas de embutición a 45°^[8 y 19].

Según Furrer^[8], para que la recrystalización se produzca es fundamental el movimiento de los límites de grano, y éste puede verse impedido por efectos tales como la segregación de átomos de soluto en dislocaciones, el arrastre de elementos en solución sólida sobresaturada o de precipitados inferiores a un tamaño crítico^[6 y 8]. Aunque, si bien partículas inferiores a dicho tamaño crítico dificultan los procesos de recrystalización, partículas de mayor tamaño provocan una deformación localizada a su alrededor promoviendo, con ello, la nucleación sobre partículas y dando lugar a granos con orientación aleatoria^[2, 9 y 16]. Diversos autores^[5, 6, 10, 16 y 19] sitúan el tamaño crítico en torno a los 1-2 μm , aunque,

según Kamat y Saimoto^[10] éste depende de la energía almacenada siendo, por tanto, más reducido en superficie que en el centro de la sección, donde la energía almacenada por deformación es menor.

Mediante medidas de la conductividad eléctrica, autores como Howe, Li o Ney^[16, 19 y 21], atribuyen los cambios de resistividad en aleaciones 3XXX a variaciones en la concentración de manganeso en la solución sólida, iniciando su precipitación entorno a los 300 °C e incrementando de nuevo su solubilidad alrededor de los 530 °C, lo que puede ocasionar la redisolución de algunos compuestos^[19]. Los ensayos de DSC (Fig. 7), están de acuerdo a dichas observaciones pues, tal como se ha comprobado mediante análisis EDX, a la temperatura de colada el manganeso se encuentra en solución sobresaturada, iniciando su precipitación entorno a los 325 °C y alcanzando el máximo entorno a los 490 °C, temperatura, a partir de la cual, empiezan a disolver los precipitados. Según Li y Saimoto^[16], la disolución de dispersoides de manganeso y su precipitación sobre partículas primarias provoca un engrosamiento de los precipitados, incrementando la relación Mn / (Fe,Mn).

Por otra parte, dichos procesos de precipitación y redisolución solapan con la descomposición de la

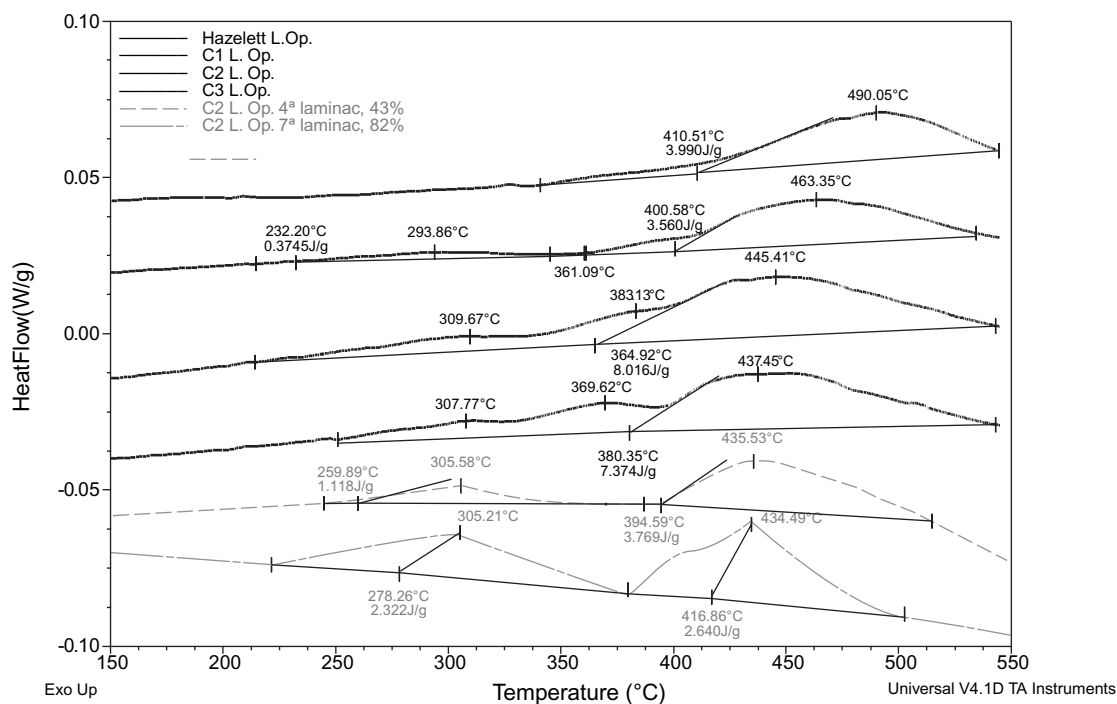


Figura 7. Curvas obtenidas mediante Calorimetría Diferencial de Barrido para la salida de la colada continua Hazelett, posteriores laminaciones en caliente y laminaciones en frío con deformación superior al 40 % sobre la salida C2. Calentamiento a 20 °C /min hasta 550 °C .

Figure 7. Differential Scanning Calorimetry (DSC) curve of the continuous cast Hazelett billet, hot laminations and cold deformation (higher than 40 %) of the second hot lamination sheet. Heating at 20 °C /min up to 550 °C .

red eutéctica y con la transformación de la fase α anteriormente descrita que, de acuerdo con Ney y Luiggi^[21], inicia entorno a los 400 °C. Además, el segundo pico que aparece en los ensayos DSC (Fig. 7), puede ser debido a la precipitación de dispersoides Mn que, tal como se ha visto, junto con los finos precipitados de fase α generados en la transformación 6- α , dificultan el movimiento de dislocaciones, endureciendo con ello la aleación e incrementando la temperatura de recrystalización^[1, 2, 6 y 21].

Diversos autores apuntan sobre el efecto de elementos en solución sólida en la cinética y texturas de recrystalización^[1-3, 6, 8, 10 y 19]. La presencia de elementos como silicio, manganeso o hierro en solución sólida favorece la retención de texturas de deformación, (123) [121], en preferencia a la de cubo (001) [100], generando posteriormente texturas de embutición a 45°, denominadas convencionalmente como “orejas”. Por otra parte, una microestructura fina y homogénea únicamente puede conseguirse en ausencia de precipitación, no existiendo, por tanto, arrastre de partículas. Nes y Slevolden^[6 y 9] determinan una velocidad de calentamiento crítico en función de la cantidad de manganeso en solución que, para reducidas cantidades de Mn, del orden de 0,4 % en peso, estaría entorno a los 500 °C /min. Por ello, puesto que tal como se ha comprobado mediante EDX, el grado de sobresaturación de la banda es superior durante todo el proceso de laminación en caliente, siempre se producirá cierta precipitación previa o simultánea a la recrystalización, lo que generará una estructura más grosera y menos uniforme, no deseable en este tipo de aleaciones^[6 y 9].

La importante interacción entre los procesos de precipitación y recrystalización anteriormente descritos confiere un gran interés a las curvas Temperatura-Transformación-Tiempo (TTT), más todavía en aleaciones de la serie 3XXX, dadas las grandes dificultades que presentan en la consecución de un grano fino y homogéneo^[6]. Así, diagramas TTT como el de la figura 8 permiten conocer, para una composición y microestructura determinadas, la superposición de los procesos de recrystalización y precipitación en función de la temperatura y tiempo de tratamiento. Tal como se observa en ésta figura, en aleaciones AlMn la realización de tratamientos térmicos con la finalidad de precipitar elementos en solución sobresaturada, retrasa el proceso de precipitación y acelera la recrystalización, pues facilita la nucleación sobre partículas. Estos fenómenos se observan en los resultados de los diferentes ensayos realizados, pues se observa como mayores porcentajes de deformación en frío aceleran la recrystalización, debido al incremento de energía de la red^[2, 7 y 12], aunque ésta siempre viene precedida por un proceso de precipitación.

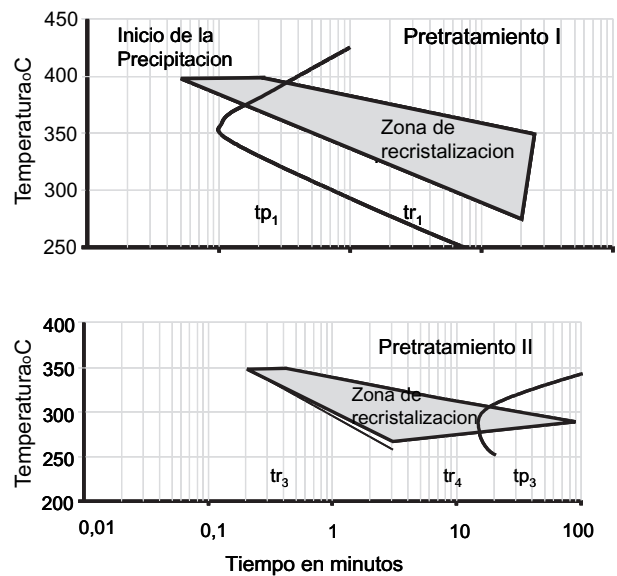


Figura 8. Curvas TTT para bandas de aleación AlMn fabricadas por proceso de colada continua y laminadas en frío con dos diferentes pretratamientos en espesor de colada. Laminación posterior con 85% de reducción. Tratamiento final^[6]. Pretratamiento I. 16 h a 570 °C. Pretratamiento II. 6 h a 570 °C + 41 h a 450 °C.

Figure 8. TTT diagrams for AlMn cold rolled sheets from cast strips with two different pretreatments. Cold rolling to 85 % reduction. Final annealing^[6]. Pretreatment I. 16 h a 570 °C. Pretreatment II. 6 h a 570 °C + 41 h a 450 °C.

3.3. Comportamiento mecánico del material

Las propiedades mecánicas finalmente obtenidas y las posibilidades de conformado de las placas producidas en cada etapa de laminación son producto de las transformaciones microestructurales que sufre el material por efecto de la presión y temperatura. Así, las determinaciones de dureza (Tabla III), denotan un ligero incremento a lo largo del proceso de fabricación, lo que está de acuerdo con la resistencia mecánica obtenida en el ensayo de tracción, así como con lo podría esperarse tras un proceso de laminación en caliente. Tal como se observa en la figura 9, el límite elástico y la resistencia a tracción aumentan con las diferentes laminaciones, no observándose diferencias significativas entre las direcciones longitudinal y transversal a laminación, debido al inicio de la restauración de la microestructura con una parcial recrystalización.

La transformación de precipitados groseros en otros finamente dispersos de fase α -Al(Fe,Mn)Si, así como la formación de dispersoides de manganeso

provoca el endurecimiento de la chapa material, incrementando sus propiedades mecánicas al dificultar el movimiento de dislocaciones^[1, 2 y 6], véanse los apartados anteriores. El mayor endurecimiento ($I_e = 0,43$, medido como $[\sigma_{\max C1} - \sigma_{\max Haz}]/\sigma_{\max Haz}$) se produce entre la salida de colada continua y la primera laminación en caliente (C1), producto de la transformación microestructural que se sucede entre la estructura dendrítica y segregada que presenta la banda de colada (Fig. 2), y la estructura resultante de la primera laminación en caliente (Fig. 3), mucho más homogénea y con granos ligeramente deformados por la laminación. Por otra parte, el incremento de propiedades mecánicas en las dos últimas laminaciones ($I_{e_{C1-C2}} = 0,31$; $I_{e_{C2-C3}} = 0,18$) viene justificado principalmente por los procesos de restauración y la deformación acumulada que, unidos a la presencia de precipitados de reducido tamaño, dificultan el movimiento de los límites de subgrano^[1, 2, 8 y 19].

De igual modo, el alargamiento a rotura, determinado con la reducción de área de cada probeta tras su rotura (Fig. 9), es mayor en la chapa procedente del primer tren de laminación, producto de la transformación microestructural entre el estado de colada y la primera laminación (véase apartado 3.1). Finalmente, se observa como el descenso de temperatura en cada uno de los sucesivos trenes de laminación provoca cierto endurecimiento por acritud, por lo que tras cada etapa de laminación aumentan las propiedades mecánicas de la chapa, al tiempo que desciende su alargamiento.

Para asegurar un buen conformado de las chapas, Ding *et al.*^[4] proponen que el alargamiento mínimo medido para ensayos de tracción no debe ser inferior

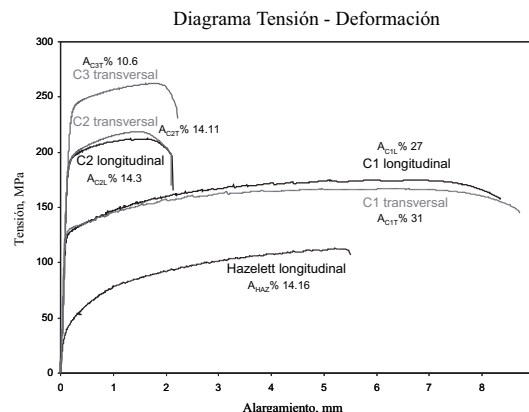


Figura 9. Diagrama tensión – deformación.

Figure 9. Stress - Strain diagram.

al 3 %, por lo que estas planchas, en todos sus estados, no deberían generar problemas en la embutición. No obstante, la presencia de los finos precipitados de fase α formados y, especialmente, la presencia de manganeso en solución sobresaturada, dificultan los procesos de recrystalización, estabilizando así las texturas de deformación que posteriormente originan diferencias en el comportamiento mecánico, lo que puede ocasionar problemas durante el posterior conformado. Por todo ello, en la aleación 3005, con elevada concentración de manganeso en solución sólida, la realización de pretratamientos con el fin de precipitar los elementos en solución, seguidos de una importante deformación en frío, deberá facilitar la consecución de una microestructura recrystalizada de grano fino y homogéneo.

Tabla III. Propiedades mecánicas de las chapas procedentes de colada continua y diferentes estadios de laminación. a) Límite elástico (σ_y), tensión de rotura (σ_r), alargamiento (A %) y dureza. 56, 59 y 60 HRH equivalentes a 140, 158, 161,5 HB respectivamente

Table III. Mechanical properties of the continuous cast billet and sheets obtained in each lamination box. a) Yield strength (σ_y), Ultimate tensile strength (σ_r), elongation (A %) and hardness. 56, 59 y 60 HRH equal to 140, 158, 161.5 HB respectively

Proceso y Dirección	PROPIEDADES MECÁNICAS			
	σ_y (MPa)	σ_{\max} (MPa)	A (%)	Dureza (HRH)
Hazelett	43,13	116,27	14,16	—
C1, Long	127,93	173,80	27,00	
	56,0			
C1, Trans	130,57	166,63	31,00	
C2, Long	193,20	211,47	14,30	
	59,0			
C2, Trans	195,43	218,13	14,11	
C3, Trans	238,30	257,50	10,60	60,0

4. CONCLUSIONES

En el presente trabajo se ha estudiado la evolución microestructural y mecánica de una banda de AA3005 obtenida por el proceso Hazelett de colada continua y posterior laminación en tibio.

- La presión y temperatura aplicadas durante el proceso de laminación provocan la transformación de la estructura dendrítica y segregada de colada en una estructura homogénea, ligeramente texturada, que provoca un incremento de las propiedades mecánicas de la chapa.
- El tamaño de grano, la morfología y tamaño de los precipitados varían a medida que aumenta la distancia a la superficie de la chapa. En zonas próximas a la superficie los precipitados son más redondeados y de menor tamaño, presentando estructuras “eutécticas” en el centro de la sección. No obstante, dichas diferencias se reducen a medida que transcurre el proceso de fabricación, siendo poco significativas en las dos últimas laminaciones.
- Durante el proceso de laminación en caliente, la fase α nuclea sobre la interfase entre la fase β y la matriz, generando una fina dispersión de partículas de fase α -Al(Fe,Mn)Si. Estos precipitados, la formación de dispersoides de Mn, así como la deformación en caliente aplicada en el proceso de fabricación provocan el mayor endurecimiento de la aleación a lo largo del proceso de fabricación, a la vez que impiden los procesos de recrystalización.
- La elevada concentración de manganeso en solución es el principal parámetro que dificulta los procesos de recrystalización. Para que ésta se produzca de manera homogénea sería necesario aplicar pretratamientos, con el fin de precipitar los elementos sobresaturados, y a continuación someter el material a fuertes deformaciones en frío con el objeto de incrementar la energía por deformación de la red y favorecer ésta recrystalización.

Agradecimientos

Los autores desean expresar su mayor agradecimiento a la empresa Baux Aluminio Levante por el suministro del material e información facilitada, de igual manera al Servicio de Microscopía Electrónica de la U.P.V. por el uso de sus instalaciones.

REFERENCIAS

- [1] W. HUFNAGEL Y P. COCA, *Manual del Aluminio*. Ed. Reverté, Barcelona, España, 1992, pp. 26-255.
- [2] L.F. MONDOLFO, *Aluminium alloys. Structure and properties*, Ed. Butterworths, 1976, pp. 173.
- [3] J.A. GONZÁLEZ, E. ESCUDERO, V. LÓPEZ, J. SIMANCAS Y M. MORCILLO, *Rev. Metal. Madrid* 40 (2004) 259-269.
- [4] S. DING, *Phys. Metall. Mater. Sci.* 28 (1997) 2.715.
- [5] A. Bahadur, *J. Mater. Sci.* 23 (1998) 48-54.
- [6] J. PÉREZ-ILZARBE, J. FAUSTMANN-SALAS Y A. SUÁREZ-SANABRIA, *Rev. Metal. Madrid* 36 (2000) 435-451.
- [7] www.Hazelett.com
- [8] P. FURRER Y H. WARLIMONT, *Res. Dev.* 54 (1978) 135-142.
- [9] E. NES Y S. SLEVOLDEN, *Communication from Central institute for Industrial Research, Blindern* 55 (1979) 319-323.
- [10] R.G. KAMAT Y S. SAIMOTO, *Mater. Sci. Technol.* 10 (1994) 215-221.
- [11] H. BJERKAAS, S.K. FJELDBO, J. HJELEN, B. HOLMEDEL, O.G. LADEMO Y S. STOREN, *Proc. ESAFORM*, 1 (2005) 209-212.
- [12] P. BARRAND Y R. GADEAU, *Enciclopedia del Aluminio*, Vol 2, 1981, pp. 68-249.
- [13] V. AMIGÓ Y A.V. ESCUDER, *Materials per a disseny industrial. Aliatges Metàl·lics*, Ed. UPV, 2003, pp. 141-173.
- [14] O.M. SUÁREZ, *Rev. Metal. Madrid* 40 (2004) 173-181.
- [15] C.A. BLOEM, M.D. SALVADOR, V. AMIGÓ Y D. BUSQUETS, *Rev. Metal. Madrid* 39 (2003) 298-303.
- [16] J. LI, S. SAIMOTO, *Mater. Sci. Eng. A* 234-236 (1997) 1.011-1.014.
- [17] D.L. SUN, S.B. KANG Y H.S. KOO, *Mater. Chem. Phys.* 63 (2000) 37-43.
- [18] D.T.L. ALEXANDER Y A.L. GREER, *Acta Mater.* 50 (2002) 2.571-2.583.
- [19] J.M. HOWE, *Metall. Mater. Trans. A*, 17 (1986) 593-605.
- [20] C.H. GRAS, M. MEREDITH Y J.D. HUNT, *J. Mater. Process. Technol.* 169 (2005) 156-163.
- [21] J. NEY Y A. LUIGGI, *Cienc.* 12 (2006) 1-21.
- [22] S.P. CHEN, N.C.W. KUIJPERS Y S. VAN DER ZWAAG, *Mater. Sci. Eng. A* 341 (2003) 296-306.
- [23] O. DAALAND Y E. NES, *Acta Mater.* 44 (1996) 1.413-1.435.